



KERNFORSCHUNGSANLAGE JÜLICH
GESELLSCHAFT MIT BESCHRÄNKTER HAFTUNG

Institut für Reaktorwerkstoffe

**Über die Strahlenschädigung der Festigkeit von
BeO-Moderatorelementen in einem thermischen
Hochtemperaturbrutreaktor**

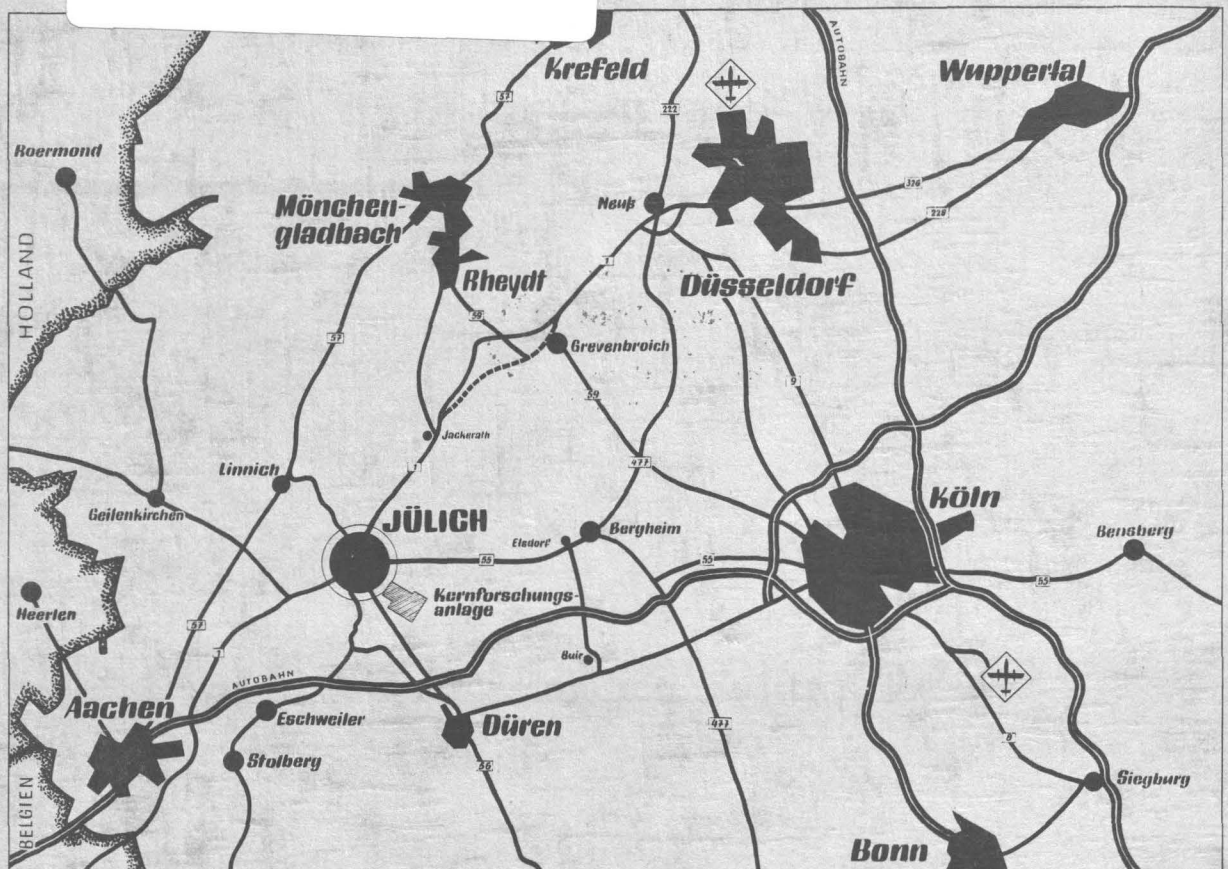
von

F. E. Buresch

Jül - 528 - RW

Juni 1968

Als Manuskript gedruckt



Berichte der Kernforschungsanlage Jülich – Nr. 528
Institut für Reaktorwerkstoffe Jülich – 528 – RW

Dok.: Beryllium Oxides - Moderator Radiation Damage
 Beryllium Oxides - Strength
 DK: 546.45-31:621.039.532:539.12.04
 546.45-31:539.4

Zu beziehen durch: ZENTRALBIBLIOTHEK der Kernforschungsanlage Jülich GmbH,
 Jülich, Bundesrepublik Deutschland

**Über die Strahlenschädigung der Festigkeit von
BeO-Moderatorelementen in einem thermischen
Hochtemperaturbrutreaktor**

von

F. E. Buresch

Kurzfassung

Ein spröder Werkstoff geht nach Griffith-Orowan dann zu Bruch, wenn die durch eine Lastspannung erzeugte elastische Energie größer ist als die für die spontane Fortpflanzung eines Risses benötigte Oberflächenenergie. Aufgrund einer anisotropen, thermischen Gitterdehnung entstehen in polykristallinem BeO bei der Abkühlung von der Sintertemperatur Eigenspannungen. Die durch die Stoßprozesse mit schnellen Neutronen erzeugten Zwischengitteratome diffundieren bei Dosen von etwa 10^{20} nvt in Versetzungsringe, welche vorwiegend parallel der hexagonalen Basisebene der Kristallite liegen. Durch diese anisotrop im Gitter der Kristallite angeordneten Versetzungsringe entstehen zusätzliche Eigenspannungen.

Die Abnahme der Bruchfestigkeit von polykristallinem BeO durch die Eigenspannungen wird in Abhängigkeit von der Korngröße unter Zugrundelegung von pessimistischen Annahmen für einen Durchlauf durch das Core eines 1000 MWe Reaktors vom Kugelhaufentyp (THTR-Projekt) berechnet. Danach fällt die Bruchfestigkeit um etwa 50 % bei einer Zunahme der Korngröße von 5 auf 10 μ . Andererseits bewirkt eine Zunahme der Porosität von 2 auf 13 % durch eine Eigenspannungsrelaxation eine Erhöhung der Bruchfestigkeit um etwa 20 %. Eine Festigkeitsminderung durch He-Blasen macht sich nach einem Durchlauf durch das Core noch nicht bemerkbar.

Inhaltsangabe

- 1.) Problemstellung
- 2.) Festigkeitseigenschaften von unbestrahltem BeO
- 3.) Festigkeitseigenschaften von bestrahltem BeO
- 4.) Abschätzung der Strahlenschädigung der Festigkeit durch einen Durchlauf durch das Core eines 1000 MWe Hochtemperaturreaktors
- 5.) Diskussion
- 6.) Zusammenfassung

1) Problemstellung

BeO soll in einem thermischen Hochtemperaturbrutreaktor als kugelförmiges Moderatorelement eingesetzt werden, da es dem Graphit überlegene Moderatoreigenschaften hat und auf Grund der (n, 2n)-Reaktion einen positiven Beitrag zur Neutronenökonomie liefert. BeO besitzt außerdem gute technologische Eigenschaften: Es hat einen hohen Schmelzpunkt, es geht unter Reaktorbedingungen mit keinem Element eine für technische Belange bedeutsame feste Lösung ein, es ist abriebfest und hat auch bei hohen Temperaturen gute Festigkeitseigenschaften. Trotz dieser guten kernphysikalischen und technologischen Eigenschaften ist die Verwendung von BeO in Reaktoren als Moderator, Reflektor oder Matrix-Element für Kernbrennstoffe bisher bekanntlich gescheitert, weil es durch schnelle Neutronen eine Strahlenschädigung erfährt. Auf Grund der (n, 2n)-Reaktion entsteht He. Außerdem entsteht durch die Kernreaktion $\text{Be } 9(n, \alpha) \text{ He } 6 \xrightarrow[0,86]{\text{sec}} \text{Li } 6$, welches als Reaktorgift den hohen Einfangsquerschnitt für thermische Neutronen von 950 barn hat. Durch schnelle Neutronen ($> 1 \text{ MeV}$) entstehen auf Grund einer Reaktion erster Ordnung zuerst Frenkel-Defekte, welche mit einer unbekannten Aktivierungsenergie oberhalb 600°C rekombinieren. Oberhalb einer Dosis D schneller Neutronen von etwa 10^{20} nvt diffundieren die Zwischengitteratome in Versetzungsringe, welche bevorzugt parallel der hexagonalen Basisebene liegen. Bei einer Dosis von 10^{20} nvt ist die reversible Dehnung bei einer Bestrahlungstemperatur von 100°C in Richtung der c-Achse etwa doppelt so groß wie in der a-Achse. Bei Temperaturen oberhalb 600°C dehnen sich die Kristallite nur noch in Richtung der c-Achse. Die bei Bestrahlungstemperaturen oberhalb 1000°C entstehenden Versetzungsringe sind noch bei Ausheiltemperaturen von 1800°C stabil. (1-4)

Oberhalb einer bestimmten Volumenexpansion, welche vom Gefügebau (Dichte, Korn- und Porengrößenverteilung, Phasen-Zusammensetzung der Korngrenzsubstanz) der Bestrahlungstemperatur und von dem Ausgangspulver und dem Herstellungsverfahren des betreffenden BeO abhängt und bei

etwa 0,5 % liegt, entstehen zuerst Mikrorisse, welche bei einer nachfolgenden Wärmebehandlung insbesondere, wenn das Gefüge eine Korngröße von $< 5 \mu$ hat, durch Sintervorgänge wieder geschlossen werden. Bei einer größeren Volumenexpansion entstehen jedoch Makrorisse, welche zu einer Zerstörung des Werkstoffes führen.

In dem geplanten 1000 MWe-Reaktor werden je Bestrahlungszyklus, welcher etwa ein halbes Jahr dauert, durch eine Dosis von $3 \cdot 10^{20}$ nvt (> 1 MeV) bei Temperaturen zwischen 300 und 900 °C je Gramm BeO durch Kernreaktionen 0,3 mg Li 6 und 0,1 cm³ He (NTP) und außerdem durch Stoßprozesse eine Volumendehnung von 0,5 % erzeugt. Eine zusätzliche Volumenexpansion entsteht durch die Koagulation der He-Atome zu He-Blasen. Die Strahlenschäden sollen nach jedem Bestrahlungszyklus durch eine Wärmebehandlung ausgeheilt werden. Durch diese Wärmebehandlung, welche bei ~ 1400 °C, also im Bereich der Sintertemperatur des BeO stattfindet, kann sich das Gefüge verändern (z.B. Kornwachstum, Schliessen der offenen Poren). Die Gefügeveränderung ist u.a. abhängig von der Höhe der Kalzinier Temperatur des Ausgangspulvers und der Phasenzusammensetzung der Korngrenzsubstanz. Durch ein Schliessen der offenen Poren wird das Abdampfen des Li 6 ungünstig beeinflusst, durch ein Kornwachstum sinkt die Bruchfestigkeit.⁽⁵⁾ Im Folgenden wird der Einfluß des Kornwachstums, der Porosität sowie das Wachsen der He-Blasen auf die Bruchfestigkeit von BeO untersucht.

) Festigkeitseigenschaften von unbestrahltem BeO

BeO ist hexagonal und hat eine deformierte Wurtzit-Struktur; das Achsenverhältnis beträgt $c/a = 1,62$ und ist damit um 1 % kleiner als das der idealen hexagonalen dichtesten Kugelpackung von 1,633:

Bei etwa 2100 °C geht die hexagonale Struktur enantiotrop in die tetragonal-flächenzentrierte Hochtemperaturmodifikation über. Diese polymorphe Umwandlung ist martensitisch und mit

einer Längenänderung von 6 % in Richtung der c-Achse verbunden.

Auf Grund der nicht-isometrischen hexagonalen Struktur beträgt das Verhältnis der Elastizitätsmodulen bzw. der Ausdehnungskoeffizienten in a und c -Richtung

$$E_c/E_a = 1,18$$

$$\alpha_a/\alpha_c = 1,1;$$

bei Abkühlung von der Sintertemperatur entstehen also Eigenspannungen, welche oberhalb etwa 1000 °C durch Kriechen abgebaut werden.

Ein spröder Werkstoff geht nach Griffith-Orowan dann zu Bruch, wenn die durch eine Lastspannung σ erzeugte elastische Verformungsenergie größer ist als die zur spontanen Fortpflanzung eines Risses der Länge l_0 benötigte Oberflächenenergie 2γ

(1)

$$\frac{\sigma^2 \pi l_0}{E} \geq 2\gamma$$

E ist der Elastizitätsmodul, l_0 die kritische Risslänge. Wenn ein Riß durch das Zusammenlaufen von Versetzungen entsteht, (transkristalliner Bruch), kann er maximal die Länge eines Korndurchmessers haben, so daß l_0 als Korngröße d interpretiert werden kann. Die in polykristallinen Werkstoffen aus anisometrischen Kristallen auf Grund von thermischen Restdehnungen ϵ_t entstehenden Eigenspannungen überlagern sich den Lastspannungen, so daß die Ungl. (1) durch einen von Clarke vorgeschlagenen Zusatz-Term übergeht in

(2)

$$\frac{\pi \sigma^2 l}{E} + \frac{1}{12} \frac{E \epsilon_t^2 (l_0 - l)}{1 - \nu^2} \geq 2\gamma$$

Bei der Ableitung der Ungl. (2) geht Clarke von einem ebenen

Spannungszustand aus, wobei zwei benachbarte Körner mit ihren a- und c-Achsen längs einer Strecke $d/2$ parallel liegen. Dann liegt der größtmögliche Wert für die Eigenspannungen aus anisotroper Gitterdehnung vor. Der Ansatz berücksichtigt, daß in BeO vorwiegend interkristalline Brüche beobachtet werden. Eine Pore der Größe ℓ wird als Rißkeim betrachtet, ν ist die Poisson'sche Zahl. Im Korngrößenbereich von 1-100 μ beobachtet man im allgemeinen, daß die Porengröße $1/10$ der Korngröße beträgt. (6 - 11) Damit wird aus Ungl. (2)

(3)

$$\sigma = \sqrt{\frac{2\gamma E}{\pi \ell} - \frac{E^2 \epsilon_1^2}{3\pi(1-\nu^2)}}$$

Man erkennt, daß mit zunehmender anisotroper Gitterdehnung die Ungl. (2) nur erfüllt ist, wenn die Bedingung

(4)

$$\frac{\pi \sigma^2}{E} \geq \frac{1}{12} \frac{E \epsilon_1^2}{1-\nu^2}$$

gilt, oder mit Gl. (3).

(5)

$$2\gamma \geq \frac{1}{24} \frac{E \epsilon_1^2 d}{1-\nu^2}$$

Diese Bedingung ist bis auf einen Faktor $4/5$ mit der Forderung identisch, daß der Ausdruck unter der Wurzel in Gl. (3) nicht negativ wird. Man erhält also Beziehungen für

(6)

$$2\gamma = \begin{cases} A_1 f_1 \left(\frac{E \epsilon_1^2 d}{1-\nu^2} \right) \\ A_2 f_2 \left(\frac{\pi \sigma^2 d}{E} \right) \end{cases}$$

wo A_1 und A_2 Zahlenfaktoren sind.

Die zur Zerstörung eines spröden Stoffes benötigte effektive Oberflächenenergie γ setzt sich aus der wahren Oberflächenenergie des Risses γ_R und der Verformungsarbeit γ_v

(7)

$$\gamma = \gamma_R + \gamma_v$$

zusammen. Die Verformungsarbeit γ_v kann durch plastisches Fließen (Erzeugung und Bewegung von Versetzungen) durch eine Stufenbildung auf der Rißoberfläche durch Schneiden von Schraubenversetzungen oder durch die Erzeugung zahlreicher kleiner benachbarter Risse, von denen keiner die kritische Rißlänge hat, erfolgen. Über den Mechanismus der Verformungsarbeit bei BeO (Art und Zahl der bei bestimmten Temperaturen betätigten Gleitsysteme u.a.) ist nur wenig bekannt.

Spontane Risse werden in BeO mit einer mittleren Korngröße oberhalb 100 - 150 μ je nach der Größe der Porosität beobachtet. Diesen Rissen ist eine Oberflächenenergie von $\gamma = 750 \text{ erg/cm}^2$ zuzuordnen. Bei der Verformung von BeO und anderen keramischen Werkstoffen werden jedoch Oberflächenenergien im Bereich von $10^4 - 10^5 \text{ erg/cm}^2$ gemessen.

Die Bruchfestigkeit keramischer Werkstoffe wird durch die Porosität P herabgesetzt, was durch die von Knudsen empirisch **ermittelte** Beziehung

(8)

$$G = A d^{-a} e^{-bp}$$

ausgedrückt wird. Für die Porositätsabhängigkeit des E-Moduls sind verschiedene Beziehungen aufgestellt worden, welche hier vereinfacht durch

(9)

$$E = E_0 (1 - 1,87p)$$

wiedergegeben werden. Setzt man Gl. (9) in Gl. (3) ein,

so erhält man eine für kleine Porositäten formal mit Gl. (8) identische Beziehung.

3) Festigkeitseigenschaften von bestrahltem BeO

Bei der Bestrahlung von BeO entsteht eine Strahlenschädigung durch schnelle Neutronen, indem eine von der Bestrahlungstemperatur abhängige anisotrope Gitterdehnung ϵ_s zusätzliche Eigenspannungen hervorruft. Bis zu einer Dosis $D = 5 \cdot 10^{20}$ nvt wird bei einer Temperatur von 100°C eine Dehnung der a-Achse von

(10)

$$\frac{\Delta a}{a} = 0,33 \cdot 10^{-23} D$$

und der Achse

(11)

$$\frac{\Delta c}{c} = 2,6 \cdot 10^{-23} D$$

gemessen. Die bestrahlungsbedingte Restdehnung beträgt somit

(12)

$$\epsilon_s = \left(\frac{1}{c} \frac{dc}{dD} - \frac{1}{a} \frac{da}{dD} \right) D = 2,3 \cdot 10^{-23} D$$

Sie erfährt bei hohen Temperaturen eine Sättigung

(13)

$$E_S = \frac{K}{A+K} (1 - e^{-At})$$

wobei die Erzeugungsrate

(14)

$$K = 2,3 \cdot 10^{-23} \phi [s^{-1}]$$

und die Erholungsrate

(15)

$$A = 6,3 \cdot 10^{-5} e^{-\frac{10.400}{RT}} [s^{-1}]$$

beträgt.

t und T sind die Bestrahlungszeit in sec. bzw. die absolute Temperatur.

Bezogen auf Normalbedingungen entsteht durch die (n, 2n)-Reaktion 6 Vol % He pro 10^{20} nvt. Das He scheidet sich bei höheren Temperaturen durch Stoßprozesse und Diffusion in Blasen aus und steht dort unter einem Druck von ca. 50 Atmosph., so daß unter Reaktorbedingungen 0,12 Vol. % He pro 10^{20} nvt erzeugt werden.

4) Abschätzung der Strahlenschädigung der Festigkeit von BeO-Moderatorelementen durch einen Durchlauf durch das Core eines 1000 MWe-Hochtemperaturbrutreaktors

Für eine erste Abschätzung der Strahlenschädigung der Festigkeit von BeO-Moderatorelementen durch einen Durchlauf durch das Core des Reaktors vom Kugelhaufentyp werden sehr vereinfachte und pessimistische Annahmen gemacht:

- 1.) Die Oberflächenenergie γ ist konstant. Es wird der Wert für den Spaltbruch

(16)

$$\gamma = 750 \text{ erg/cm}^2$$

der folgenden Rechnung zu Grunde gelegt.

- 2.) Die thermische Restdehnung ist konstant

$$\epsilon_t = 10^{-3};$$

sie wird während eines Durchlaufs weder durch thermisch aktivierte Prozesse noch durch Stoßprozesse beeinflusst.

- 3.) Für die Abhängigkeit des E-Moduls von der Porosität P soll die bereits angeführte einfache Beziehung gelten.

$$\begin{aligned} E &= E_0 (1 - 1,87 P) \\ E_0 &= 39.400 \text{ kg/mm}^2 \end{aligned}$$

Für die Poisson'sche Zahl wird ein konstanter Wert

$$\nu = 0,3$$

eingesetzt.

- 4.) Gl. (12) gilt nur für reversible Volumenzunahmen bis 0,6 % als Folge von Defekten, welche mit der Erholungsrate A oberhalb 600 °C rekombinieren. Bei größeren Volumenzunahmen entstehen Risse, welche nur bedingt ausgeheilt werden können. Irreversible Volumenzunahmen werden ausgeschlossen.

- 5.) Alle Poren der Größe l_0 sind geschlossen und werden durch He-Blasen entsprechend

$$(17) \quad l = l_0 (1 + 0,4 \cdot 10^{-23} \int \theta \, dt)$$

vergrößert.

- 6.) Die Durchlaufgeschwindigkeit der Kugeln durch das Core soll konstant sein, es wird mit einem mittleren Fluß von

$$\phi = 2 \cdot 10^{13} \text{ n sec}^{-1} \text{ cm}^{-2}$$

einer mittleren Temperatur von

$$T = 900^{\circ}\text{K}$$

und einer Durchlaufzeit von

$$t = 1,55 \cdot 10^7 \text{ sec}$$

gerechnet.

- 7.) Die Rechnungen werden für BeO mit scheinbaren Dichten von 98, 87 und 80% der theoretischen Dichte und Korngrößen von 5-20 μ durchgeführt. Dabei wird ein für alle Porositäten gleicher Sinterzustand des Werkstoffes vorausgesetzt. Praktisch ist dieses unter 90 % der theoretischen Dichte nur bedingt möglich.

Die Ergebnisse der Berechnungen für die Strahlenschädigung der Bruchfestigkeit von BeO-Moderatorelementen bei einem Durchlauf durch das Core des 1000 MeW Reaktors sind in Abb. 1 zusammen mit Kurven für die Bruchfestigkeit von unbestrahltem BeO dargestellt. Alle Werte sind auf die Bruchfestigkeit von BeO mit einer Korngröße von 5 μ und einer scheinbaren Dichte von 98 % der theoretischen normiert.

5) Diskussion

R. Hecker (12) berichtet über die durch die Strahlenschädigung zu erwartende reversible Volumenzunahme von BeO-Moderatorelementen während eines Durchlaufs durch das Core des Reaktors. Die Rechnungen werden für ein AOX-BeO mit

einer scheinbaren Dichte von 96 % der theoretischen ($2,9 \text{ g/cm}^3$) und einer Korngröße von 20μ durchgeführt. R. Hecker ermittelt für die Volumendehnung unter vereinfachten und pessimistischen Annahmen

$$\frac{\Delta V}{V} = 0,53 \%$$

Dieser Wert stimmt mit den hier durchgeführten Rechnungen qualitativ überein, wenn berücksichtigt wird, daß durch eine "Bestrahlungsverfestigung" der Wert für die Oberflächenenergie erhöht wird, wodurch die Kurven für die Bruchfestigkeit von bestrahltem BeO um mindestens 10 % absolut nach oben verschoben werden. Durch diese Verschiebung verändert sich nicht der charakteristische Verlauf der einzelnen Kurven.

In Übereinstimmung mit Angaben aus dem Schrifttum nimmt die Strahlenschädigung der Bruchfestigkeit mit abnehmender Dichte ab.

Die Eigenspannungen werden durch Poren relaxiert, so daß die Bruchfestigkeit oberhalb einer bestimmten Korngröße mit zunehmender Porosität zunimmt. Dies gilt nur für Werkstoffe gleichen Sinterzustandes, also erfahrungsgemäß oberhalb einer Dichte von 90 % der theoretischen. Bei unbestrahltem BeO wird dieser Effekt auf Grund der geringeren Eigenspannungen nicht beobachtet, und die Bruchfestigkeit fällt entsprechend der empirisch ermittelten Knudsen-Beziehung mit abnehmender Dichte. Es zeigt sich ein erheblicher Einfluß der Korngröße, indem die Festigkeit bei einer Zunahme der Korngröße von 5μ auf 10μ um 50 % abnimmt. Ein Einfluß von He-Blasen wird in Übereinstimmung mit den Angaben aus dem Schrifttum bei einer Dosis von $3 \cdot 10^{20} \text{ nvt}$ und einer Bestrahlungstemperatur von 900°K nicht beobachtet.

6) Zusammenfassung

Die hier durchgeführte Abschätzung zeigt in Übereinstimmung mit dem Schrifttum, daß durch eine Dosis von $3 \cdot 10^{20}$ nvt entsprechend einem Durchlauf durch das Core des Reaktors die Festigkeit mit zunehmender Korngröße stark abnimmt. Ein durch Wärmebehandlungen hervorgerufenes Kornwachstum hat also einen großen Einfluß auf die Bestrahlungseigenschaften von BeO. Außerdem zeigt sich in Übereinstimmung mit dem Schrifttum, daß oberhalb einer gewissen Korngröße die Bruchfestigkeit bestrahlter Proben mit abnehmender Dichte zunimmt. Dies gilt nur für Dichten zwischen 90 und 100 % der theoretischen. BeO Mederatorelemente können also nicht durch Heißpressen hergestellt werden.

Die Abschätzung ist unter stark vereinfachten und pessimistischen Annahmen durchgeführt worden. Für die Oberflächenenergie werden im Schrifttum Werte zwischen 10^4 und 10^5 erg/cm² in Abhängigkeit von der Dosis und Korngröße genannt. Die effektive Oberflächenenergie setzt sich aus der wahren, welche hier allein berücksichtigt wurde, und der Verformungsarbeit zusammen. Letztere wird durch die Korngröße und Bestrahlungsdosis beeinflusst und ist von der Temperatur abhängig. Die Ergebnisse der Abschätzung werden durch die Berücksichtigung der Verformungsarbeit im günstigen Sinne beeinflusst.

Die Eigenspannungen durch Bestrahlung sind in der Größenordnung der thermischen Eigenspannungen, wodurch die Bruchfestigkeit erheblich gemindert wird. Eine Relaxation der Eigenspannungen durch Kriechen, welches durch Stoßprozesse aktiviert werden kann und von der Korngröße abhängig ist, sollte daher die Bruchfestigkeit verbessern. Hierüber finden sich im Schrifttum keine Ansätze. Eine genauere Erfassung des E-Moduls von der Porosität wird keinen merklichen Einfluß auf das Ergebnis haben. Andererseits ist zu erwarten, daß der Einfluß des He auf die Porosität bzw.

Porengröße nach mehrfachen Durchläufen ohne zwischenzeitliche Wärmebehandlungen also höheren Dosen einen ungünstigen Einfluß auf das Ergebnis haben wird. Schließlich wird es nicht gleichgültig sein, an welcher Stelle ein Modérateurlement durch das Core hindurchläuft, wodurch der Fluß- und Temperaturgradient des Cores erfaßt wird.

Die auf Grund der Rechnungen ermittelten Kurven zeigen eine charakteristische Abhängigkeit zwischen der Bruchfestigkeit mit und ohne Bestrahlung, der Dichte und der Korngröße, welche nicht erwartet worden ist. In einer weiteren Arbeit soll daher untersucht werden, wie die verschiedenen hier nur unter vereinfachten Annahmen berücksichtigten Faktoren die Bruchfestigkeit bestrahlter BeO-Modérateurlemente nach ein und mehrmaligem Durchlauf durch das Core des Reaktors mit und ohne Wärmebehandlung beeinflussen. Eine wesentliche Veränderung der hier aufgezeigten charakteristischen Abhängigkeiten zwischen Korngröße, Bestrahlungsdosis und Dichte dürfte jedoch nicht zu erwarten sein, so daß geschlossen werden kann, daß ein BeO-Modérateurlement mit einer Korngröße von $5\text{ }\mu$ und einer scheinbaren Dichte von 90 % der theoretischen für diesen Zweck gut geeignet ist. Dieses Element sollte durch isostatistisches Pressen hergestellt werden, wobei durch geeignete Maßnahme dafür gesorgt werden muß, daß bei einer Wärmebehandlung zum Ausheilen der Strahlenschäden, welche im Temperaturbereich zwischen 1200 bis 1500 °C und Zeiten von 10 bis 30 Stunden stattfindet, keine nennenswerten Gefügeveränderungen, wie Nachschwinden und Kornwachstum, auftreten.

Ich danke Herrn Professor Dr. A. Kochendörfer, Düsseldorf, für eine anregende Diskussion.

Literatur

- 1) Schulten, R., W. Bellermaun, H. Braun, H.W. Schmidt,
A. Saetzwein u. W. Stürmer:
Der Hochtemperatur-Reaktor von BBC-Krupp
Die Atomwirtschaft, H. 9 (1959)

- 2) Schulten, R.
Die Atomwirtschaft, H. 6 (1966) 318-319

- 3) Hecker, R.
Jül-382-RG Sept. 1966

- 4) Hickmann, B.S.
Studies in radiation effects I
Gordon and Breach, New York, 1966, p. 98-158

- 5) Buresch, F.E.
Über die technologischen Eigenschaften von BeO-Moderator-
elementen für einen thermischen Hochtemperatur-Brutreaktor
Interner Bericht, April 1967, (Jül. Report im Druck)

- 6) Averbach, B.L., D.K. Felbeck, G.T. Hahn und D.A. Thomas:
Fracture, The Massachusetts Institute of Technologie,
New York, London 1959

- 7) Simnad, M.T., R.A. Meyer and L.R. Zumwalt
Beryllium oxide: Review of properties for nuclear reactor
application, in ¹ pp 169-228

- 8) Clarke, F.J.P., R.S. Wilks
Effects of irradiation on mechanical properties of non-
fissionable ceramics, in ⁽¹⁶⁻⁷¹⁾ pp 57-74

- 9) Parikh, N.M.
Factors affecting strength and fracture of nonfissionable
ceramics, in ¹ pp 57-74

- 10) Clarke, F.J.P.
Residual strain and the fracture stress-grain size
relationship in brittle solids
Acta Met. 12, 1964, 139
- 11) Clarke, F.J.P.
The strength of irradiated Beryllium oxide
J. Nucl. Mat. 11, 1964, 107-118
- ⁺) A. Boltax und J.H. Handwerk (editors)
Proceedings of the conference on Nuclear applications of
nonfissionable ceramics, May 1966, Amer. Nucl. Soc.

